

⑨ 日本国特許庁 (JP) ⑩ 特許出願公開
 ⑫ 公開特許公報 (A) 昭58—144418

⑤Int. Cl. ³ C 21 D 6/00 // C 22 C 38/48	識別記号 7147—4K 7325—4K	⑪公开 昭和58年(1983)8月27日 ⑬発明の数 2 審査請求 未請求
----------------------------------------------------------	----------------------------	---------------------------------------------

(全 6 頁)

④高Mn鋼の製造方法

②特 願 昭57—25950
 ②出 願 昭57(1982)2月22日
 ②發明者 鈴木洋夫
 川崎市中原区井田1618新日本製
 鉄株式会社基礎研究所内

⑦發明者 西村哲
 川崎市中原区井田1618新日本製
 鉄株式会社基礎研究所内
 ⑦出願人 新日本製鐵株式会社
 東京都千代田区大手町2丁目6
 番3号
 ⑦代理人 弁理士 茅野木立夫

明細書

I. 発明の名称

高Mn鋼の製造方法

2. 特許請求の範囲

1. C : 0.15 ~ 0.5 %, Si : 0.1 ~ 0.5 %,
 Mn : 16 ~ 30 %, Ni : 0.5 ~ 2 %, Cr : 5 ~
 10 %, Nb : 0.01 ~ 0.1 %, N : 0.01 ~ 0.1
 %, P < 0.005 % 残部鉄および不純物からなる
 鋼を連続鍛造し、1250 ℃から900 ℃温度域に
 おける錫片表面部の平均冷却速度を0.2℃/s以
 下とする徐冷を錫片に施すことを特徴とする
 高Mn鋼の製造方法。

2. C : 0.15 ~ 0.5 %, Si : 0.1 ~ 0.5 %, Mn :
 16 ~ 30 %, Ni : 0.5 ~ 2 %, Cr : 5 ~ 10 %,
 Nb : 0.01 ~ 0.1 %, N : 0.01 ~ 0.1 %, P
 < 0.005 % 残部鉄および不純物からなる鋼を連
 続鍛造し、1250 ℃から900 ℃温度域における
 鋼片表面部の平均冷却速度を0.2℃/s以下の徐冷
 を錫片に施した後、錫片の表面温度が900℃以

上の状態で保熱炉に錫片を搬送し、1200 ℃^{±100°C}の
 范圍に錫片温度を保定後熱間圧延を行なうこと
 を特徴とする高Mn鋼の製造方法。

3. 発明の詳細な説明

本発明は、核融合実験装置、磁気浮上高速鉄道
 用レールを初め電気部品材料などに用いられる高
 Mnの非磁性鋼を、安価にかつ多量に製造する方
 法にかかるものである。

Mnを16~30%含むFe合金は、経済的でしかも
 透磁率が低く、溶接構造用鋼として高い強度を
 有するなど多くの利点が挙げられ、最近特に注目
 されている材料である。

しかしながら、かかる鋼は融点から900 ℃温度
 域に至る広い温度範囲で、割れ感受性が著しく高
 いために、製造方法としては以下のような方法が
 採用されていた。すなわち、転炉ないしは電気炉
 で溶解された浴湯は、造塊後常温まで冷却され、
 表面冷間手入れ後加熱、分塊圧延され、冷間手入
 れ、加熱後熱間圧延の工程を経ていた。

このような製造方法の場合には、造塊後一たん

A_{r1} 点以下に鋼塊温度を下げる表面手入れを行なつた後に、徐加熱して分塊圧延を施すので、分塊圧延時に凝固偏析ならびに熱歪みによる割れ疵は生じにくく、さらにその後の熱間圧延においても、分塊圧延後に一度冷片にして手入れを行なつてから徐加熱し、熱間圧延を行なつてるので、圧延前に凝固組織は破碎され、凝固偏析も軽微になり、分塊圧延時よりもさらに割れ疵は生じにくい。

しかしながら上述した製造方法においては生産性が悪く、製品価格も高く大量生産を行なうことには非常に困難である。

しかし、最近磁気浮上高速鉄道用レール、機械構造用鋼として用いる形鋼あるいは、電気部品材料としてストリップ形状の製品の需要が高まりつつある。これに適した生産性を上げる製造法としては、転炉、連続鍛造、熱間圧延による連続製造法が考えられるが、この種の高 Mn 鋼は、オーステナイトの单相鋼であり、融点が著しく低く高温域の割れ感受性が著しく高いために、連続鍛造を

- 3 -

連続鍛造においても、また連続鍛造に引き続く熱間圧延においても、割れ疵の発生を防止することが可能となつた。

オーステナイト相として安定でしかも透磁率が低く、かつ強度、韌性にも優れるための母相を構成する主要元素は C、Mn、Cr、Ni でこの限定理由は以下の通りである。

C を 0.15 ~ 0.5 % にした理由は、C が 0.15 % 未満ではオーステナイトが不安定になり、透磁率が上昇して磁性を帯びやすくなる。また Mn が多くても C 量が少ないと透磁率が上昇するためである。C が 0.5 % を超えて含有されると、圧延のままでは炭化物が粒界に析出して脆化するので、溶体化処理を施す必要がでてくる。また高 C 含有は切削性を悪くする限りではなく、溶体化処理後も応力除去焼純あるいは溶接時の再加熱により、再び炭化物の粒界析出が生じて脆化するので、C : 0.5 % 以下と限定了。

Si を 0.1 ~ 0.5 % にした理由は、Si が 0.1 % 未満では脱酸が不充分になるばかりでなく、強度

らびにこれに引き続く熱間圧延による製造法は開発されていなかつた。

本発明は、不純物元素 P を低位に抑えるとともに、連続鍛造に際しての熱応力の癒済を軽減にし、さらに凝固偏析、析出物を変化させ、割れ感受性を低下せしめるために、二次冷却帯域の鋼片の冷却を徐冷却にして、表面割れの防止をするものである。

さらに連続鍛造機を出た後に 900 ℃ 以上で保熱炉に投入した後に熱間圧延を施すことにより、いずれの工程でも割れ疵の生じない高 Mn 鋼を製造する方法を提供するものである。

本発明で対象とする鋼は C : 0.15 ~ 0.5 %、Si : 0.1 ~ 0.5 %、Mn : 16 ~ 30 %、Ni : 0.5 ~ 2 %、Cr : 5 ~ 10 %、Nb : 0.01 ~ 0.1 %、N : 0.01 ~ 0.1 % を主成分とし、P の含有量を 0.005 % 以下（望ましくは 0.001 % 以下）に規制した高 Mn 鋼である。

本発明において、合金成分を上記の如く限定し、後述する製造条件と併せて実施することにより、

- 4 -

の向上効果も少ないので 0.1 % 以上添加する必要がある。また Si の多量添加は強度向上には有効であるが溶接性の点から好ましくないので 0.5 % 以下に限定了。

Mn を 16 ~ 30 % にした理由は、Mn が 16 % 未満では本発明の C 量では均一なオーステナイト組織を形成しにくく、低い透磁率が得られないためである。また Mn が 30 % を超えて含有することは、オーステナイトの安定化には有効であるが、溶接上および熱間加工性の点から 30 % 以下にする必要がある。

Ni を 0.5 ~ 2.0 % にした理由は、Ni は 0.5 % 以上含有するとオーステナイトの安定化に有効であるが、2 % を超えててもその効果は飽和し、製造コストが上昇するので 2.0 % 以下にした。

Cr を 5 ~ 10 % とした理由は、Cr が 5 % 未満では韌性の向上効果が少なく、10 % を超えて含有してもその効果が飽和し、透磁率を新たに上昇させるので 10 % 以下に限定了。

Nb を 0.01 ~ 0.1 % にした理由は Nb が 0.01 %

- 5 -

-94-

- 6 -

未満では耐食性ならびに強靭性の向上効果が少ない、また 0.1 % 以上含有すると熱間加工性の劣化が著しいことから 0.1 % 以下に限定した。

N を 0.01 ~ 0.1 % にした理由は、N の添加は常温におけるオーステナイトの安定化、すなわち透磁率の低下に有効であり、必要な成分であるが、0.01 % 以下では効果が少なく、また 0.1 % 以上含有すると加工性が劣化するので 0.1 % 以下に限定した。

従来、不純物元素 P および S については、通常の Mn 含有量の端については、連続鍛造時あるいはそれに引き続く熱間圧延時の割れ疵防止のために上限が規制されていた。しかし対象が本発明のごとく Mn を多量に含む鋼ではなく、本発明と同列に論することはできない。

本発明者等は上述した Mn を 16 ~ 30 % 含む高 Mn 鋼を連続鍛造により製造し、鋼片のもつ頑強を利用して、直接圧延する製造工程の実現を可能とする研究に取り組み、不純物元素 P の高温変形特性におよぼす影響について検討した。

- 7 -

低下させることから上限値を 0.005 % とした。望ましくは P を 0.001 % 以下に抑制することにより鋼片の表面割れならびに直送圧延時の割れ疵の発生、伝播を抑制しうる。

また成分範囲を上述した如く限定した本発明で対象とする高 Mn 鋼においては、Mn 含有量が高いため通常の炭素鋼の連続鍛造と、同一の鍛造条件で製造した際には、種々の割れ疵が発生してしまう。鋼片表面割れ防止のためには、硬固殻の成長を均一かつゆっくり生ぜしめることにより、局部的に発生する熱歪の解放を行なうことが重要である。

そのためにはロール間の水冷却方式から気水噴霧冷却方式に変更し、鋼片表面温度で 1250°C から 900 °C 温度範囲の平均冷却速度を、0.2 °C / s 以下に限定する必要がある。冷却速度がそれ以上速くなると、熱歪の集積が大になり表面割れを生じやすくなってしまう。

さらに、本発明鋼は 1250°C から 900 °C 温度域において、引張歪が付加された場合、鋼片が急速冷

その結果、P の含有量を本発明の如く低位に抑え、連続鍛造時の二次冷却帯域における冷却速度を 0.2 °C / s 以下とした後、熱間圧延を施すことにより、表面疵のない健全な形鋼および熱延板を得ることができた。

連続鍛造で鋼片を製造し、鋼片の持つている熱をそのまま利用して、熱間圧延を行なう際に割れ疵の発生することなく製造する知見を得るために実験室的な検討を行なつた。

すなわち熱間引張試験機を用いて、試料を一たん溶融した後の冷却過程で高温引張試験を行ない高 Mn 鋼の融点から 600 °C 温度域に至る各温度で高温変形能の調査を行なつた。

その結果、連続鍛造に際しての鋼片表面割れや内部割れ、および直送圧延時の熱間加工性を支配するのは、高 Mn 鋼に含まれる不純物元素 P が、熱間変形能に有害であることを明らかにした。

すなわち、P が 0.005 % 超含有されると、融固温度を低温側に移動させ P の凝固偏析が著しく、溶融温度から 900 °C 近傍まで高温変形能を著しく

- 8 -

知されていると、デントライト界面またはオーステナイト粒界に沿つて、割れが生じやすく鋼片の表面縦割れ、横割れが発生してしまい、その後の直送圧延に適さない。従つて本発明において、連続鍛造時の鍛造条件として、二次冷却帯域の 1250°C から 900 °C 範囲における冷却速度を 0.2 °C / s 以下と限定した。

以上の説明により本発明に於ては、P の含有量を 0.005 % 以下に制限し、(望ましくは 0.001 % 以下) さらに 1250°C から 900 °C 温度域における鋼片表層部の平均冷却速度を 0.2 °C / s 以下の除冷却とすることにより、鋼片表面割れならびに直送圧延時の割れ疵を皆無にすることを可能にした。

さらに以上で説明した本発明による鋼片を、引き続き熱間圧延する際の条件として、本発明者等は熱エネルギー的に最も有效な方法として、鋼片の直送圧延法を開発した。すなわち、鋼片の表面温度が 900 °C を下回らない状態で保熱炉に搬送し、1200°C から 1050°C 温度範囲に復熱させた状態で熱間圧延を施すものである。

鈑片表面温度が900℃より低温になつた場合には、冷却ならびに復熱時に割れ疵の発生する可能性があるためこのように限定する。さらに1200℃を超えて復熱させるには、意図的に加熱する必要があり、加熱炉原単位上得策とならないと同時に、新たに高温での割れ疵を発生させることになる。また1050℃以下の復熱では、その後の熱間圧延時の扁度確保が難しく、変形抵抗が高くなると共に材質特性の劣化をきたす。

従つて本発明において、鈑片表面温度を900℃以上とし、そのまま保熱炉に搬送し、1200℃から1050℃の扁度範囲に鈑片表面温度を保つた後に、熱間圧延を施すことにより、割れ疵を発生させることなく省エネルギーを達成した。

次に本発明の方法を形鋼および熱延板の素形鋼片に適用した実施例を述べる。

実施例1.

高 Mn 鋼の熱間変形能におよぼす不純物元素Pの影響を調べる目的で、第1表に示すような成分の高 Mn 鋼を溶製し、高温引張試験を行なつた。

- 11 -

試験法としては連続鍛造時の熱履歴を想定して試料を一たん溶融した後の冷却過程で引張試験を施すもので、その結果の例を第1図に示した。この図は引張破断した際の絞り値と試験温度の関係図である。

冷却速度0.2℃/s 歪速度 $\dot{\epsilon} = 5/s$ の場合で、この図において鋼番2の如く、1250℃から900℃温度域において、絞り値が50%以上の値を示す場合には、鈑片の表面縦割れ、内部割れならびに直送圧延時の割れが生じ難い。反対に絞り値が50%以下の鋼では、高温域における割れ感受性が著しく高いことを確認している。第1表の鋼番1も同様の挙動を示すが、極低Pのため延性が非常に良好である。

他方第1図に示される鋼番3の鋼は、絞り値を50%以下に低下させる不純物元素Pを0.005%を超えて含有する場合で、延性低下が著しくなつていて。鋼番4も同じ挙動を示すが、P含有量がさらに多いため延性低下もさらに著しい。従つて、割れ発生防止のためには不純物元素Pの含有量を

(重量%)										
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Nb	Al	N
鋼番1	0.17	0.24	2.55	0.0008	0.006	10	5.48	0.021	0.001	0.07
鋼番2	0.18	0.24	2.55	0.0040	0.006	101	5.20	0.047	0.004	0.07
鋼番3	0.22	0.23	2.55	0.0240	0.001	0.97	5.67	0.043	0.009	0.04
鋼番4	0.144	0.25	2.54	0.0220	0.007	103	5.15	0.042	0.009	0.07
熱延板										
素形鋼										

- 12 -

0.005%以下(望ましくは0.001%以下)に規制する必要がある。

実施例2

実施例1に述べた実験室の知見を基にして、第2表の鋼番5、6、7および鋼番8に示す化学組成をもつ高 Mn 鋼を電気炉で溶製し、連続鍛造機を用いて鈑片を製造した。

(重量%)										
鋼番	C	S1	Mn	P	S	N1	Cr	Nb	Al	N
5	0.18	0.26	2.56	0.0040	0.009	1.01	5.45	0.043	0.003	0.08
6	0.16	0.26	2.55	0.0050	0.008	1.00	5.62	0.042	0.004	0.08
7	0.16	0.25	2.55	0.0090	0.009	1.00	5.58	0.045	0.003	0.07
8	0.17	0.26	2.54	0.0170	0.007	1.02	5.43	0.042	0.003	0.08
試験例										
比較例										

第2表

不純物元素 P の含有量を 0.005 % 以下に低めるために、溶銑の脱磷処理を、通常一段で行なうところを 3 度繰りかえして、3 倍の時間を要して溶製することで、第 2 表の鋼番 5、6 に示した極低 P の高 Mn 鋼を作成し、また鋼番 7 および鋼番 8 については通常の方法で脱磷処理を行ない溶製した。

上記した鋼番 5 から 8 までの鋼の連続铸造時の諸条件は次の如くである。

すなわち鋳型寸法は厚み 240 mm、幅 300 mm のブルームで行なつた。铸造速度はいずれの場合も 0.6 m/min である。さらに二次冷却帯の冷却条件は二水準行なつた。すなわち通常操業と同じくロール間の水冷却法においては、1250°C から 900 °C 温度域における鋳片表面の平均冷却速度は 3 °C/S である。他方ロール間での気水噴霧冷却法では 0.1°C/S の均一徐冷却が得られた。

ブルーム鋳片の割れ発生状況を第 3 表に示したが、従来のロール間水冷却法（急冷型）では、不純物元素 P を 0.001 % 以下の極低 P にしない限り、

- 15 -

鋳片の無欠陥化をはかるのが困難であるので、割れ疵の発生防止のためには、不純物元素 P を 0.005 % 以下に抑え、1250°C から 900 °C 温度域における鋳片表層部の平均冷却速度を、0.2°C/S 以下とする徐冷却を施す必要がある。なお、スラブ鋳片についても同様の実施を行なつたところ、同様の結果であつた。

- 16 -

第3表

P の含有量 (重量%)	連続冷却 条件	鋳片底面の 平均冷却速度 (°C/S)	鋳片割れ率 (個/m ²)		
			表面鏡割れ	表面浅割れ	内部割れ野点
0.004 (鋼番 5)	気水噴霧冷却	0.1	0	0	0.4
	ロール間水冷	5.0	0	0	0.5
0.009 (鋼番 7)	気水噴霧冷却	0.1	1	0	0.4
	ロール間水冷	5.0	6	10	0.5
0.017 (鋼番 8)	気水噴霧冷却	0.1	3	6	0.4
	ロール間水冷	3.0	8	12	0.5
試験例					
比較例					

実施例 3.

第2表に示した鋼番5および鋼番6を、実施例2に述べた方法で連続铸造錠片（ブルーム）を製造し、錠片の表面温度が900°Cの時に表面に保温カバーを被い、搬送して保熟炉に入り、1150°Cに錠片を保持した後に熱間圧延を施した。得られた130中の形鋼は割れ疵のない健全なものであつた。

4. 図面の簡単な説明

第1図は、試料を一たん溶融した後の二次冷却過程で引張試験を施し、引張破断した際の伸び率と試験温度の関係図である。

代理人 弁理士 茶野木 立



- 19 -

第1図

